

PAT-NO: JP356102562A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 56102562 A

TITLE: MANUFACTURE OF AL ALLOY PLATE FOR PACKING

PUBN-DATE: August 17, 1981

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

USUI, HIDEYOSHI

INABA, TAKASHI

KITAO, YOSHINOBU

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KOBE STEEL LTD

N/A

APPL-NO: JP55002492

APPL-DATE: January 11, 1980

INT-CL (IPC): C22F001/04, C22C021/00

US-CL-CURRENT: 420/547, 420/550

ABSTRACT:

PURPOSE: To manufacture an Al alloy plate for packing with desired strength and formability by uniformly heat treating an Al alloy ingot contg. Fe, Mn and Mg as essential components and one or more of Cu, Cr, Si, etc. followed by hot rolling under specified conditions.

CONSTITUTION: An Al alloy ingot is prepared contg. 0.3~0.7% Fe, 0.5~2% Mn and 0.5~2% Mg as essential components and one or more of 0.01~0.5% Cu, 0.01~0.4% Cr, 0.05~0.4% Si, 0.01~0.3% Ti and 0.001~0.05% B. The ingot is uniformly heat treated at  $\geq 550^{\circ}\text{C}$  for  $\leq 24$ hr and hot rolled. At this time, the hot rolling finish temp. is set to  $\geq 320^{\circ}\text{C}$ , and the final thickness to 1.8~6mm. This, the desired Al alloy plate for packing is manufactured. Superior formability can be given to the plate even if process annealing is omitted.

COPYRIGHT: (C)1981, JPO&Japio

DERWENT-ACC-NO: 1981-72426D

DERWENT-WEEK: 198140

COPYRIGHT 2005 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Aluminium alloy sheet for drinks can mfr. - made from ingots contg. iron, manganese, and at least one of copper, chromium etc., subsequently normalised and hot rolled

PATENT-ASSIGNEE: KOBE STEEL LTD[KOBM]

PRIORITY-DATA: 1980JP-0002492 (January 11, 1980)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
JP <u>56102562</u> A	August 17, 1981	N/A	008	N/A
JP 84018466 B	April 27, 1984	N/A	000	N/A

APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DESCRIPTOR	APPL-NO	APPL-DATE
JP 56102562A	N/A	1980JP-0002492	January 11, 1980

INT-CL (IPC): B21B003/00, C22C021/00, C22F001/04

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 56102562A

BASIC-ABSTRACT:

Production of an Al alloy sheet on a large scale for containers or particularly for can bodies for beer or soft drinks and having required strength and formability involves making a cast ingot including Fe 0.3-0.7%, Mn 0.5-2%, Mg 0.5-2% and at least 1 of Cu 0.01-0.5%, Cr 0.01-0.4%, Si 0.05-0.4%, Ti 0.01-0.3% and B 0.001-0.05%. This is normalised at above 550 deg.C within 24 hours and hot-rolled so that finish plate thickness of 1.8-6 mm is obtained at a finish temp. above 320 deg.C.

An Al alloy having Al-Mn-Fe phase or precipitate is improved in seizing resistance even if the conditions of lubrication are changed. The Al alloy sheet has excellent formability without the need of intermediate annealing.

TITLE-TERMS: ALUMINIUM ALLOY SHEET DRINK CAN MANUFACTURE MADE INGOT CONTAIN  
IRON MANGANESE ONE COPPER CHROMIUM SUBSEQUENT NORMALISE HOT ROLL

DERWENT-CLASS: M26 P51

CPI-CODES: M26-B09; M29-A;

⑩ 日本国特許庁 (JP)  
⑫ 公開特許公報 (A)

⑪ 特許出願公開  
昭56—102562

⑮ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 22 F 1/04  
// C 22 C 21/00

識別記号  
C B B

庁内整理番号  
7109—4K  
6735—4K

⑬ 公開 昭和56年(1981)8月17日

発明の数 1  
審査請求 未請求

(全 8 頁)

⑭ 包装用 A 合金板の製造方法

⑯ 特 願 昭55—2492

⑰ 出 願 昭55(1980)1月11日

⑱ 発 明 者 碓井栄喜  
真岡市大谷台町 8 番地

⑲ 発 明 者 稲葉隆

真岡市大谷台町 8 番地

⑳ 発 明 者 北尾吉延

真岡市大谷台町54—15

㉑ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所  
神戸市葺合区脇浜町 1 丁目 3 番  
18号

㉒ 代 理 人 弁理士 植木久一

明 細 書

1. 発明の名称

包装用 A 合金板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 少なくとも下記 Fe、Mn 及び Mg を必須成分として含み、

Fe : 0.8 ~ 0.7 %

Mn : 0.5 ~ 2 %

Mg : 0.5 ~ 2 %

且つ下記 Cu、Cr、Si、Ti 及び B から選択される 1 種又は 2 種以上を含む A 基合金鋼塊を、

Cu : 0.01 ~ 0.5 %

Cr : 0.01 ~ 0.4 %

Si : 0.05 ~ 0.4 %

Ti : 0.01 ~ 0.8 %

B : 0.001 ~ 0.05 %

550℃以上の高温で24時間以内の均熱処理に付した後、終了板厚1.8~6mmのものが820℃以上の終了温度で得られる様に熱間圧延すること  
を特徴とする包装用 A 合金板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は包装用 A 合金板の製造方法に関し、特にビールや清涼飲料水用罐の胴材（以下キャンボダイ材という）等に必要な強度及び成形性を有する A 合金板を、高生産性のもとで製造する方法に関するものである。

キャンボダイ材等の包装用 A 合金板に要求される特性としては、

- (1) 深絞り性が良好であること、
- (2) 深絞り耳が小さいこと（結晶学的異方性が小さいこと）、
- (3) しごき加工性が良好であること、
- (4) 張出加工性が良好であること、
- (5) ネッキング性及びフランジング性が良好であること、
- (6) 十分な強度を有すること、
- (7) 耐食性が良好であること、
- (8) 製罐後の外観が美麗であること、

等が挙げられる。

キャンボダイ材としては A 8004 が最も汎

用されている。これはMn及びMgを必須成分とし他の元素を不純物として規制するAl合金であるが、これをキャンボダイ材として使用するとしごき加工中に焼付が発生し易い。即ちしごき加工は製錬工程の再絞り後に行なわれるもので、再絞りされた繊維の隅壁をしごきダイスによつて薄肉にし、端を高さ方向に延展して内容積を確保するが、このときの隅壁としごきダイスとの摩擦は極めて大きい。その為この工程で焼付を起し易く、これが直なると摩擦抵抗の増大によつて遂には破断に至る。また破断しないまでも外観が著しく損なわれ、或はダイスの寿命が大幅に短縮される。

従つて焼付を防止する為に加工面の潤滑性を高める必要があり、通常は加工熱の冷却を兼ねて水溶性の潤滑油を使用している。しかし潤滑油の使用だけでは焼付を完全に防止し得ないから、素材自体をも良潤滑性（又は耐焼付性）にすることが望まれる。

一方包装用Al合金の成形性を高める為には、従来の製造工程では、熱間圧延した板を熱間圧延

後あるいは冷間圧延途中で少なくとも1回の中間焼鈍または中間析出処理を行なわなければ、満足な特性は得られないとされている。しかし中間焼鈍実施の為には相当の設備とエネルギーが必要であるし、また工程数の増加によつて生産性も低下するから、中間焼鈍工程を省略することができれば、設備面、運転経費面及び生産性等のすべての面で極めて有利であると考えられる。

本発明者等は前述の様な事情のもとで、Al合金自体の耐焼付性を改善すると共に、中間焼鈍をしなくとも優れた成形性が得られる様な包装用Al合金板の製造法を確立すべく、添加合金元素の種類や添加量及び均熱処理条件や熱間圧延条件等について種々研究を進めてきた。その結果、以下に示す如く製造条件を特定することによつて上記の目的が見事に達成されることを知り、茲に本発明を完成するに至つた。

即ち本発明に係る包装用Al合金板の製造方法とは、少なくとも下記Fe、Mn及びMgを必須成分として含み、

Fe: 0.8~0.7%

Mn: 0.5~2%

Mg: 0.5~2%

且つ下記Cu、Cr、Si、Ti及びBから選択される1種又は2種以上を含むAl基合金錠塊を、

Cu: 0.01~0.5%

Cr: 0.01~0.4%

Si: 0.05~0.4%

Ti: 0.01~0.8%

B: 0.001~0.05%

550℃以上の高温で24時間以内の均熱処理に付した後、終了板厚1.8~6mmのものが820℃以上の終了温度で得られる様に熱間圧延するところに要旨が存在する。

以下添加合金元素の種類、添加量及び均熱処理条件等を定めた理由を追つて本発明の構成及び作用効果を説明するが、下記は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に沿う範囲の変更はすべて本発明技術の範囲に含まれる。

まず添加合金元素について説明する。

FeはMnと共にAl-Mn-Fe系の晶出物および析出物を生成し、しごき加工時の焼付を防止すると共に成形性を高め、製品の外観を高めるのに不可欠の元素である。即ち本発明者等が実験によつて確認した結果では、Al基合金におけるマトリックス中に、Al-Mn-Fe系の比較的大きな析出物を生成させることにより、耐焼付性を大幅に向上し得ることが判明した。通常の製錬工程で水溶性潤滑剤を使用した場合、潤滑油の濃度は水の蒸発等によつて常時変動し、また時間の経過と共に劣化する。しかも加工熱や雰囲気温度の変動によつて潤滑油の温度が変動し粘度も絶えず変化するから、潤滑性能の経時変化が著しく、潤滑剤のみで焼付を完全に防止することはできない。しかし前述の如くAl合金中にAl-Mn-Fe系の晶出物および析出物を生成させておくと、合金自体の耐焼付性が向上し、潤滑剤の上記の様な性状変化にもかかわらず焼付を効果的に防止できる。これらの効果を有意に発揮させる為には、Feを少なくとも0.8%以上添加しな

なければならない。しかし0.7%を超えると耐焼付性向上効果は飽和状態に達し、むしろAl-Mn-P系の巨大初晶化合物が大量に生成して成形性が低下し、或は深絞り加工時の45度方向の耳が大きくなる等の弊害が著しくなる。

Mnは包装用Al合金に要求される強度を確保すると共に、前記Al-Mn-P系の析出物を適当なサイズ及び量で生成させて耐焼付性を高めるのに不可欠の元素であり、これらの効果を確保する為には少なくとも0.5%以上添加する必要がある。しかし多すぎるとPの場合と同様巨大初晶化合物の生成量が増大して成形性が阻害されるので、2%以下に止めなければならない。

MgはMnと共に所定の強度を得るのに不可欠の元素で、少なくとも0.5%以上添加しなければならない。しかし多すぎると強度が高くなりすぎて深絞り、張出し等の成形性が低下すると共にしごき加工時の耐焼付性が劣化し、更には合金元素の固溶度が低下して巨大初晶化合物が生成し易くなるので、2%以下に抑えるべきである。

Feを添加した本発明の合金ではその傾向が大きい。しかしSiを0.05%以上添加するとこれらの欠点を抑制することができる。但し多すぎると成形性が若干悪くなるので0.4%以下に止めるのがよい。

Ti及びBは、夫々単独で或はTiB<sub>2</sub>等の形で同時添加でき、鍛造時の内部組織を均一かつ微細にする作用がある。これらの効果を有意に発揮させる為にはTiで0.01%以上、Bで0.001%以上添加すべきである。Tiが0.8%或はBが0.05%で上記の効果は飽和状態に達し、それを越えて添加することは不経済であるばかりでなく、巨大初晶化合物が生成し易くなつて成形性が低下するので好ましくない。

このほか通常のAlやAl合金に含まれる通常の不純物元素例えばZn等については、通常の範囲で含まれている限り、特に悪影響を与えることはない。

本発明のAl基合金は上記要件を満足するものでなければならないが、更に下記の均熱条件及び

またCr、Cu、Si、Ti及びBは夫々下記的作用を有しており、包装用Al合金板の用途に応じ特に必要な特性を考慮して、1種又は2種以上を適宜選択して添加する。

CrはMnと同様強度向上効果があり、0.01%未満ではその効果が有効に発揮されない。しかし0.4%を超えるとAl-Mn-Cr系の巨大初晶化合物の生成によつて成形性が阻害される。

Cuも同様に強度を高める作用を有するが、MnやCrと違い、巨大初晶化合物生成による成形性低下という問題を起こしにくい利点がある。強度向上効果は0.01%以上の添加で有効に発揮されるが、0.5%を超えると耐食性が低下し包装用材料としては適さなくなる。

Siは、しごき加工及びその後組織をポンチから取外す際の深絞り耳を抑制する作用がある。即ちキャンボディ材に要求される強度を満足する為には、熱間圧延後50%程度以上の冷間圧延を行なう必要があるが、それによつて深絞り時に45度方向の耳が発生し易くなる。特に焼付防止の為

熱間圧延条件を遵守しなければ本発明の目的を達成することはできない。

即ちAl基合金鋳塊の均熱処理に当つては、温度が550℃以上、時間が24時間以内という条件を採用しなければならない。その理由は以下に示す通りである。即ち本発明では、先に説明した様に所定量のFeを添加することによつて耐焼付性を高めるところに大きな特徴があるが、Al-Mn-P系析出物を適正なサイズで適正量生成させる為には均熱温度を550℃以上に設定しなければならない。また後に詳述する如く熱間圧延終了温度を820℃以上に設定し、熱間圧延終了時点（冷間圧延可能な温度域に冷却されるまで）で再結晶させるので、中間焼鈍をしなくとも良好な組織が得られる様になつたという点に本発明の重要な特徴があるが、均熱温度を550℃以上の高温にすることによつて、熱間圧延終了温度820℃以上という条件を満足することが容易になつた。しかも均熱温度が低下すると、均熱工程で微細な析出物が生成して再結晶を抑制し、熱間圧延終

了時に再結晶させるといふ本発明の目的が阻害される。また均熱時間は鋸塊の大きさによつて適当に定めればよく、厚さ、長さ及び幅の大きいもの程長時間にすればよい。しかし現在製造可能な最大級の鋸塊でも24時間均熱すれば十分に均質化できる。しかもこの工程で前記A $\beta$ -Mn-Fe系析出物の成長が進み耐焼付性が向上するが、24時間を越えて均熱を継続しても析出物の成長は殆んど進行せず、熱エネルギーが無駄に消費され且つ生産性が低下するだけである。

上記の条件で均熱処理を行なつた後は直ちに熱間圧延を行なうが、その条件としては少なくとも終了板厚を1.8mmとし且つ終了温度を820℃以上にしなければならない。

従来から実施されているA $\beta$ 合金板の製造法では、熱間圧延したA $\beta$ 合金板をその直後或は必要に応じて冷間圧延した後中間焼鈍し、板材の機械的性質、結晶粒度及び集束組織を調整することによつて前述の様な特性を得ていたが、本発明では上記の如く均熱から熱間圧延に至る夫々の条件を

特定することによつて、中間焼鈍の省略が可能になつた。

本発明における重大な特徴である熱間圧延終了時の再結晶について、更に詳細な説明を加える。内部歪を発生させる元素(Mn, Mg等)の少ないA $\beta$ 合金或は純A $\beta$ の場合、熱間圧延終了時に再結晶を完了させる為には熱間圧延を非常な高温で行なわねばならない。しかし終了板厚を薄くする程温度は低下するので、良好な再結晶組織を有する薄肉の熱間圧延板を得ることは困難である。即ち熱間圧延終了時に効果的な再結晶を行なう為には、再結晶を引き起こす為の駆動歪とその歪を解放する為の熱エネルギーが不可欠であると考えられる。この点本発明では、A $\beta$ 合金成分中に所定量のMg及びMnを含有させ、熱間圧延中の内部歪を大きくしているから、これが駆動歪になり、比較的少ない熱エネルギーで再結晶を行なうことができる。即ち格別の中間焼鈍を行なわなくとも熱間圧延の段階で十分な再結晶が可能になる。しかしこの場合でも最少限の熱エネルギーは必要で

あり、かかる観点から熱間圧延終了温度は820℃以上に定めた。また終了板厚については、厚肉なる程終了温度を高温・一定に維持し易くなるが、圧延による内部歪が少なくなつて前記駆動歪が小さくなり、熱間圧延段階で再結晶を完了させることが困難になる。しかもこれを通常のキャンボダイ材に通した板厚まで冷間圧延すると、加工硬化によつて強度が極端に高くなり、最終製品板の成形性が低下する。従つてこれらの障害が実質上現われない様にす為、熱間圧延終了時の板厚を6mm以下とした。一方終了板厚が1.8mm未満になると、終了温度を820℃以上にすることが困難になる。殊に熱間圧延材として純A $\beta$ の様な高融点の材料を使用する場合は、均熱温度を高くできるので、これに続く熱間圧延の開始温度及び終了温度も高くできるが、本発明で使用する合金の様にMn, Mg, Fe等の合金元素を相当量含むものでは融点が低いから、均熱温度を比較的低温にしなければならず、熱間圧延の開始及び終了温度も低下してくる。その為熱間圧延終了板厚を薄く

すると圧延終了温度を820℃以上に保持することが困難になり、完全に再結晶した熱間圧延板は得られ難くなる。従つて本発明では、適正な圧延終了温度を確保する為、終了板厚を1.8mm以上に限定した。

上記の均熱及び熱間圧延条件を採用することにより、熱間圧延終了時に十分な再結晶組織を有する圧延板が得られ、その後50%以上の冷間圧延を施すことによつて、キャンボダイ材として必要な強度を有するA $\beta$ 合金板が得られる。尚この仕上げ冷間圧延の後に、必要であれば安定化焼鈍(100~150℃程度で1時間以内)を施し、機械的性質の調整等を図ることも可能である。

この様に本発明では熱間圧延後の中間焼鈍を省略できるが、これは耐焼付性を高めまた美麗な製品を得る上でも重要な意味がある。即ち熱間圧延の後中間焼鈍を行なうと、Mgが板材表面に拡散浸出し更には酸化されてMgOとなり、前記A $\beta$ -Mn-Fe系析出物によつて折角付与された耐焼付性が減殺され、更には板材表面が黒色を帯び

て美観が低下する。しかし本発明では中間焼鈍を行なう必要がないから上記の様な障害を起こす恐れも全くない。

本発明は焼鈍以上の様に構成されており、その効果を要約すれば下記の通りである。

①合金元素としてMn及びPを含有させると共に均熱条件を特定することによつて、Aβマトリックス中にAβ-Mn-P系析出物および析出物を生成させ、合金板自体に自己潤滑性を与えたから、特にしごき加工時の焼付現象を可及的に防止できる。従つて加工時の変色が抑制されて美麗な製品が得られ、更にはダイスの摩耗も大幅に抑制される。

②中間焼鈍の省略を可能にしたから、上記①の耐焼付性向上効果をそのまま維持できる。更には中間焼鈍に要する設備、熱エネルギーが不要になり、また工程数の減少によつて生産性も向上する。

③得られる製品は優れた強度を有すると共に、優れた成形性を発現する。従つてビールや清涼飲料水用のキャンボダイ材をはじめとして、各種の

包装用に幅広く使用できる。

次に本発明の実施例を示す。

#### 実施例1

第1表に示す成分組成のAβ合金焼塊(厚さ: 600mm)を590℃で6時間均熱処理した後、終了板厚2.5mm、終了温度880℃で熱間圧延し、更に0.4mm厚まで冷間圧延して得たAβ合金の機械的性質及びしごき加工時の耐焼付性を調べた。結果を第2、3表に示す。但し耐焼付性試験では、各合金板表面を脱脂した後試験に供した。

第1表 合金の成分組成(%)

合金	Fe	Mn	Mg	Cu	Si	Zn	Cr	Ti	
A	0.28	1.12	0.92	0.16	0.15	0.08	0.01	0.02	比較例
B	0.50	1.10	0.90	0.15	0.16	0.08	0.01	0.02	実施例
C	0.87	1.46	1.14	0.18	0.16	0.08	0.01	0.08	実施例

(残部: Aβ)

第2表 機械的性質

合金	抗張力(kg/mm <sup>2</sup> )	耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
A	80.4	80.0	1.8
B	80.6	80.8	1.2
C	81.7	81.8	1.6

第3表 耐焼付性試験

合金	個数	1	100	200	300	400	500
A	○	×	×	×	×	×	×
B	○	△	△	△	△	△	△
C	○	△	△	△	△	△	△

○: 焼付(なし)      △: 焼付(小)  
△: 焼付(中)      ×: 焼付(大)

第1～8表からも明らかな様に、Pの添加量を変えても機械的性質には殆んど差が認められない。しかし耐焼付性はP量によつて著しく影響され、0.8%未満(合金A)では極めて劣悪であ

るのに対し、本発明で規定するP量を満足する合金(合金B及びC)の耐焼付性は極めて良好である。

また第1表に示した合金A及びBを用い、均熱条件を540℃×4時間に変更した他は上記と同様にして0.4mm厚の合金板を製造し、耐焼付性試験を行なつた。結果を第4表に示す。但し均熱条件590℃×6時間のときの結果を併記した。

第4表 耐焼付性試験

合金	均熱条件	1	100	200	300	400	500	
A	590℃×6時間	○	×	×	×	×	×	比較例
	540℃×4時間	△	×	×	×	×	×	比較例
B	590℃×6時間	○	△	△	△	△	△	実施例
	540℃×4時間	○	△	△	×	×	×	比較例

(○、△、△、×: 同前)

第4表の結果からも明らかな様に、P含有量が本発明の要件を満たしていても、均熱温度が550℃未満では耐焼付性改善効果が不十分であ

り、また均熱温度が本発明の条件を満たしていても、Fe量が0.8%未満では耐焼付性は殆んど向上しない。

## 実施例2

第5表に示す成分組成のAβ合金鋳塊(厚さ:500mm)を590℃で6時間均熱処理した後、終了板厚を2.5mm一定とし、終了温度が880℃、815℃又は800℃となる様に熱間圧延を行ない、夫々について0.4mm厚まで冷間圧延を行なった。得られた圧延板の機械的性質及び絞り加工における耳率を測定した。但し耳率の測定は下記の通りとした。

## (耳率測定条件)

ポンチ径 : 88mm

絞り率 : 0.6

クリアランス: 2.5mm

しわ押え荷重: 100.kg

絞り速度 : 18mm/秒

$$\text{耳率} = \frac{\bar{H} - \bar{h}}{(\bar{H} + \bar{h})/2} \times 100 (\%)$$

$\bar{H}$ : 製品の底からみた山の平均高さ

$\bar{h}$ : 製品の底からみた谷の平均高さ

結果を第6, 7表に示す。

第5表 合金の成分組成(%)

合金	Fe	Mn	Mg	Cu	Si	Zn	Cr	Ti
D	0.42	1.04	1.00	0.15	0.14	0.08	0.01	0.02

(残部: Aβ)

(以下余白)

第6表 機械的性質

終了温度	880℃			815℃			800℃		
機械的性質 コイル 測定部位	抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)
尾 部	29.8	28.2	1.8	29.9	28.8	1.4	80.5	29.5	1.2
中 央 部	29.7	28.6	1.5	80.0	28.8	1.4	81.0	29.8	1.8
頭 部	29.5	28.5	1.5	29.6	28.8	1.8	81.0	29.6	1.2

第7表 耳率(45度方向: %)

終了温度	880℃	815℃	800℃
コイル測定部位			
尾 部	1.0	1.8	2.5
中 央 部	1.2	2.0	4.5
頭 部	1.8	3.2	5.0



特開昭56-102562(7)

第5～7表からも明らかな様に、熱間圧延終了温度を880℃に設定した場合、得られた製品の絞り加工時における耳率は尾部、中央部、頭部共にほぼ均一で且つ小さいが、終了温度を820℃未満にすると、圧延コイル長手方向の耳率の差が大きくなり且つ絶対値も大きくなる。

また第1図は、熱間圧延後の各合金板の平行方向断面顕微鏡写真で、終了温度が820℃未満では再結晶が完了している。

#### 実施例8

第8表に示す成分組成の大型A $\ell$ 合金鋳塊より50×75×100mm<sup>3</sup>の小型鋳塊を切り出し、異なる温度で均熱処理を施した後、水冷して均熱直後の状態をそのまま保存し、夫々の内部組織を光学顕微鏡によつて観察した。結果を第2図に示す。

第8表 合金の成分組成(%)

合金	Fe	Mn	Mg	Cu	Si	Zn	Cr	Ti
B	0.88	1.18	1.21	0.14	0.15	0.02	0.01	0.02

(残部：A $\ell$ )

第2図からも明らかな様に、鋳造のままでは晶出物はみられるものの析出物は生成していない。しかし均熱処理を施すと析出物が生成し、また均熱温度が高い程析出物のサイズは大きくなっている。尚450℃×4時間の均熱処理の場合、写真では析出物が生成していない様に見えるが、第8図の電子顕微鏡写真からも明らかな様に実際は非常に微細な析出物が多数に生成している。但し明細書本文でも説明した様に、析出物は比較的サイズが大きくなれば耐腐付性の向上に寄与しないから、その為には550℃以上の均熱温度を採用する必要がある。尚これらの晶出物及び析出物は、均熱後の鋳塊の段階では不均一な分布をしているが、その後に行なわれる熱間圧延及び冷間圧延により均一な分布となる。

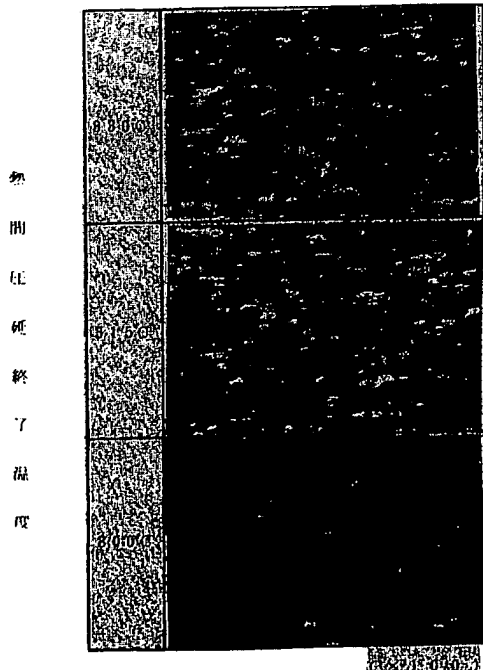
#### 4.図面の簡単な説明

第1～8図はA $\ell$ 合金の内部組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

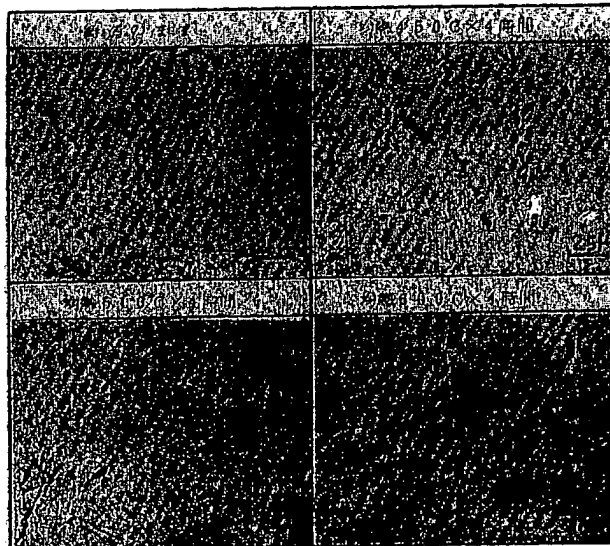
出願人 株式会社神戸製鋼所

代理人 弁護士 植木久一

第1図



第2図



第3図

